

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-158936
(43)Date of publication of application : 12.06.2001

(51)Int.CI. C22C 38/00
C21D 8/02
C22C 38/14
C22C 38/28

(21)Application number 341706 (71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 01.12.1999 (72)Inventor : MIURA MITSURU

(54) THIN STEEL SHEET EXCELLENT IN HYDROGEN INDUCED CRACKING RESISTANCE AND PRODUCING METHOD THEREFOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To solve the problem that a steel sheet with a sheet thickness of about ≤ 16.0 mm and a strength grade of API5LX56 or less is produced by executing accelerated cooling after hot rolling, the shape of the steel sheet is deteriorated, and the productivity is extremely reduced.

SOLUTION: A continuous cast slab is heated at 1,000 to 1,200° C, is thereafter subjected to final finish rolling in such a manner that the surface temperature is controlled to the range of 700 to 750° C and is subsequently air-cooled to ordinary temperature. In this way, a thin steel sheet having a steel composition containing 0.04 to 0.06% C, 0.10 to 0.40% Si, 0.80 to 1.20% Mn, ≤ 0.020 % P, ≤ 0.002 % S, 0.005 to 0.030% Ti, ≤ 0.060 % Al, 0.001 to 0.004% Ca, and the balance Fe with inevitable impurities, in which the ratio of the Mn concentration in the central part of the sheet thickness to the average Mn concentration, i.e. the Mn segregation degree is ≤ 1.3 , the ratio of the P concentration in the central part of the sheet thickness to the average P concentration, i.e. the P segregation degree is ≤ 2.0 , the sheet thickness is ≤ 16.0 mm, and moreover, the strength grade is API5LX56 or less is produced.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 18.01.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-158936

(P2001-158936A)

(43)公開日 平成13年6月12日 (2001.6.12)

(51)Int.Cl.⁷
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/14
38/28

識別記号
3 0 1

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/14
38/28

テマコード(参考)
3 0 1 F 4 K 0 3 2
C

審査請求 未請求 請求項の数4 O.L (全7頁)

(21)出願番号

特願平11-341706

(22)出願日

平成11年12月1日 (1999.12.1)

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 三浦 充

茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業
株式会社鹿島製鉄所内

(74)代理人 100081352

弁理士 広瀬 章一

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA04 AA08 AA11 AA16
AA22 AA27 AA29 AA31 AA35
BA01 CA02 CC02 CD05

(54)【発明の名称】 耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 板厚：約16.0mm以下、強度グレード：API5L X56 以下の鋼板を、熱間圧延後に加速冷却を行って製造しようとすると、鋼板形状が悪化し、生産性が極度に低下する。

【解決手段】 連続鋳造スラブを、1000～1200℃に加熱した後、その表面温度が700～750℃の範囲内で最終仕上圧延を行い、その後常温まで空冷する。これにより、C:0.04～0.06%、Si:0.10～0.40%、Mn:0.80～1.20%、P:0.020%以下、S:0.002%以下、Ti:0.005～0.030%、Al:0.060%以下、Ca:0.001～0.004%、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、板厚中心部におけるMn濃度の平均Mn濃度に対する比であるMn偏析度が1.3以下であり、板厚中心部におけるP濃度の平均P濃度に対する比であるP偏析度が2.0以下であり、板厚が16.0mm以下であるとともに、強度グレードが API5LX56 以下である薄肉鋼板を製造する。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C:0.04~0.06%、Si:0.10~0.40%、Mn:0.80~1.20%、P:0.020%以下、S:0.002%以下、Ti:0.005~0.030%、Al:0.060%以下、Ca:0.001~0.004%、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、板厚中心部におけるMn濃度の平均Mn濃度に対する比であるMn偏析度が1.3以下であり、板厚中心部におけるP濃度の平均P濃度に対する比であるP偏析度が2.0以下であり、板厚が16.0mm以下であるとともに、強度グレードがAPI5LX56以下であることを特徴とする耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板。

【請求項2】 さらに、重量%で、Cr:0.05~0.20%およびNb:0.010~0.050%の少なくとも1種を含有する請求項1に記載された耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板。

【請求項3】 請求項1または請求項2に記載された鋼組成を有する鋼片を、1000~1200℃に加熱した後、該鋼片の表面温度が700~750℃の範囲内で最終仕上圧延を行い、その後常温まで空冷することにより、板厚が16.0mm以下であるとともに強度グレードがAPI5LX56以下である薄肉鋼板を製造することを特徴とする耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板の製造方法。

【請求項4】 前記鋼片は、連続鋳造スラブである請求項3に記載された耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、開発される油井やガス井の環境が過酷化するにともなって、採掘される石油や天然ガス中に硫化水素が含まれる場合が多くなってきた。このため、これらの石油や天然ガスを輸送するラインパイプは、海水等の水が共存した硫化水素環境に晒されるようになってきた。かかる環境下では、鋼表面が腐食することによる鋼中への水素の侵入が、共存する硫化水素の触媒作用により促進されるため、外部からの応力が作用しない場合にもいわゆる水素誘起割れを生じ易くなり、ラインパイプの寿命を低下させる。この水素誘起割れを防止するため、これまで、以下に列記する対策(i)~(iv)が適宜組み合わされて講じられてきた。

【0003】(i) S、Pの低減

鋼中のS含有量を低減することによりMnSの生成量を低減し、またP含有量を低減することにより偏析部の硬度を低減する。

【0004】(ii)マクロ中心偏析の低減

素材となる連続鋳造鋳片の凝固末端部におけるバルジングを防止することにより、鋼板のマクロ中心偏析を低減

2

する。

【0005】(iii) 硫化物の形態制御

二次精錬時にCa処理を行うことにより、硫化物の形態をMnSから熱間圧延時に延伸し難いCaSに形態制御する。

【0006】(iv)制御圧延、加速冷却による組織制御

ラインパイプ用鋼板の圧延段階に、制御圧延や加速冷却を行うことにより、金属組織を均一化して割れ抵抗性を増大させる。

【0007】 例えば、特許第2647302号には、Mo:0.10~0.30%（本明細書においては特にことわりがない限り「%」は「質量%」を意味するものとする。）、 $5 \leq \text{Ca} \times (1 - 124\text{O}) / 1.25\text{S} \leq 7.0$ を満足する鋼を、1100~1280℃に加熱し、950℃以下の累積圧下量60%以上、圧延終了温度680~900℃で圧延した後、3~40℃/秒の冷却速度で350~600℃まで水冷し、その後放冷することにより、引張強さ620MPaの高強度鋼板を製造する方法が、提案されている。

【0008】 また、特開平6-256894号公報には、鋼組成を有し、Mnの濃度が平均Mn濃度の1.32以上の領域であるMn偏析スポットの大きさが $500\mu\text{m}$ 未満、かつ偏析部のPの濃度が0.035未満、かつ有効Ca比が1.7以上である高強度ラインパイプが提案されている。

【0009】 さらに、特開平6-271974号公報には、鋼組成を有し、Mnの濃度が平均Mn濃度の1.32以上の領域であるMn偏析スポットの大きさが $400\mu\text{m}$ 未満、かつ偏析部のPの濃度が0.035未満、かつ有効Ca比が1.7以上である高強度ラインパイプが提案されている。

【0010】 このように、この種の耐水素誘起割れ性に優れた鋼板は、一般的に、圧延中に中心部に濃化して硬化組織を形成するC、MnさらにはP等を制御されるとともにCa処理を行われたスラブに熱間圧延を行い、熱間圧延終了後直ちに、例えば水冷等の加速冷却を行うことによって、製造してきた。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、板厚が約16.0mm以下であって強度グレードがAPI5LX56以下である鋼板を、かかる方法により製造しようとすると、圧延後の水冷によって鋼板形状が悪化してしまい、生産性が極度に低下してしまう。このため、板厚が約16.0mm以下であって強度グレードがAPI5LX56以下である耐水素誘起割れ性に優れた鋼板の製造コストの上昇原因にもなっていた。

【0012】 ここに、本発明の目的は、板厚が約16.0mm以下であって強度グレードがAPI5LX56以下である耐水素誘起割れ性に優れた鋼板を、形状不良によるコスト上昇を伴うことなく提供することができる技術を提供することである。

【0013】

【課題を解決するための手段】 本発明は、C:0.04~0.06%、Si:0.10~0.40%、Mn:0.80~1.20%、P:0.02

0 %以下、S : 0.002 %以下、Ti : 0.005 ~0.030 %、Al : 0.060 %以下、Ca : 0.001 ~0.004 %、必要に応じてCr : 0.05~0.20%およびNb : 0.010 ~0.050%の少なくとも1種、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、板厚中心部におけるMn濃度の平均Mn濃度に対する比であるMn偏析度が1.3以下であり、板厚中心部におけるP濃度の平均P濃度に対する比であるP偏析度が2.0以下であり、板厚が16.0mm以下であるとともに、強度グレードがAPI5LX56以下であることを特徴とする耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板である。

【0014】別の面からは、本発明は、C : 0.04~0.06 %、Si : 0.10~0.40%、Mn : 0.80~1.20%、P : 0.020 %以下、S : 0.002 %以下、Ti : 0.005 ~0.030 %、Al : 0.060 %以下、Ca : 0.001 ~0.004 %、必要に応じてCr : 0.05~0.20%およびNb : 0.010 ~0.050 %の少なくとも1種、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有する鋼片、例えば連続铸造スラブを、1000~1200 ℃に加熱した後、この鋼片の表面温度が700 ~750 ℃の範囲内で最終仕上圧延を行い、その後常温まで空冷することにより、板厚が16.0mm以下であるとともに強度グレードがAPI5LX56以下である薄肉鋼板を製造することを特徴とする耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板の製造方法である。

【0015】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を詳細に説明する。まず、本発明にかかる耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板の製造方法において用いる鋼片の組成を限定する理由を説明する。なお、以降の説明では、「鋼片」が「連続铸造スラブ」である場合を例にとる。

【0016】(C : 0.04~0.06%)C含有量が0.04%未満であると所定の強度を得難く、一方C含有量が0.06%を超えると鋼板の仕上圧延におけるパーライト変態に伴ってCが過度に濃化し、局部的な硬度上昇の原因となり、耐水素誘起割れ性が低下する。そこで、本発明では、C含有量は0.04%以上0.06%以下と限定する。同様の観点から、C含有量の上限は0.05%であることが望ましい。

【0017】(Si : 0.10~0.40%)Siは、脱酸剤として、また鋼を強化する成分として効果がある。Si含有量が0.10%未満では脱酸が不十分となり、一方Si含有量が0.40%を超えると溶接熱影響部に縞状マルテンサイトが多く生成し靭性を極度に劣化させる。そこで、本発明では、Si含有量は0.10%以上0.40%以下と限定する。さらに、鋼板の板厚とのバランスを考慮すると、Si含有量の上限は0.30%であることが望ましい。

【0018】(Mn : 0.80~1.20%)Mnは、鋼を強化かつ強靭化する元素である。Mn含有量が0.80%未満であると所定の強度が得られず、降伏応力も不十分になって水素誘起割れが発生し易くなる。一方、Mn含有量が1.20%を超えると、特に連続铸造スラブの場合には中心偏析が増大

して、仕上圧延においてCが濃化し低温変態硬化組織を形成し易くなり、水素誘起割れが多く発生する。そこで、本発明では、Mn含有量は0.80%以上1.20%以下と限定する。同様の観点から、Mn含有量の下限は0.85%であることが、上限は1.15%であることが、それぞれ望ましい。

【0019】(P : 0.020 %以下)Pは、鋼板の中心部に濃化して硬化組織を形成する元素である。P含有量が0.020 %を超えるとスラブ中の中心偏析度が水素誘起割れ発生限界を超えて、局部的な硬度の上昇が生じ水素誘起割れが発生し易くなる。そこで、本発明では、P含有量は0.020 %以下と限定する。同様の観点から、P含有量の上限は0.018 %であることが望ましい。

【0020】(S : 0.002 %以下、Ca : 0.001 ~0.004 %)Sは、鋼中ににおいてMnと結合してMnSを形成するため、できるだけ少ないほうが好ましい元素である。また、本発明ではCaを添加して介在物の形態制御を行うが、同時に介在物の個数も抑制する必要がある。かかる観点から、本発明では、S含有量は0.002 %以下、Ca含有量は0.001 %以上0.004 %以下に限定する。

【0021】(Ti : 0.005 ~0.030 %)Tiは、0.005 %以上含有することにより、鋼の強度を向上させてスラブの品質を安定させる元素である。しかし、Ti含有量が0.030 %を超えると、溶接熱影響部(HAZ)の靭性を劣化させる。そこで、本発明では、Ti含有量は0.005 %以上0.030 %以下と限定する。

【0022】(Al : 0.060 %以下)Alは、脱酸剤として溶製段階で用いられるが、Al含有量が0.060 %を超えると母材中の介在物量が増加し、鋼の清浄性を低下させる。そこで、本発明では、Al含有量は0.060 %以下と限定する。

【0023】本実施形態では、連続铸造スラブがこれらの成分以外に、CrおよびNbの少なくとも一種を任意添加元素として含有してもよい。以下、これらの任意添加元素についても説明する。

【0024】(Cr : 0.05~0.20%)Crは、0.05%以上添加されることにより鋼板の強度を上昇させる効果がある。しかし、Cr添加量が0.20%を超えると、通常のラインパイプ敷設における現地溶接性を低下させるとともにコストが上昇する。そこで、Crを添加する場合には、その含有量は、0.05%以上0.20%以下と限定することが望ましい。

【0025】(Nb : 0.010 ~0.050 %)Nbは、スラブ加熱時の固溶強化により鋼の強度および靭性を向上させる元素である。Nb添加量は、成品厚と強度さらには靭性バランスに応じて、決定する必要があるが、Nb添加量が0.010 %未満であるとこれらの効果が事実上得られない。一方、Nb添加量が0.050 %を超えると、スラブ加熱時に固溶が不完全になるとともにコスト高になる。そこで、Nbを添加する場合には、その含有量は0.010 %以上0.050

%以下と限定することが望ましい。上記以外は、Feおよび不可避的不純物である。

【0026】(鋼片)本実施形態では、かかる鋼組成を有する鋼片として、連続铸造スラブを用いる。造塊一分塊スラブに比較して、連続铸造スラブは、製造効率、歩留りおよび省エネルギーの点で、はるかに有利だからである。ただし、本実施形態とは異なり、造塊一分塊スラブを用いてもよい。

【0027】(スラブ加熱)本実施形態では、かかる鋼組成を有する連続铸造スラブを、1000℃以上1200℃以下に加熱する。スラブ加熱温度は、鋼板の靭性を確保するためには低いほうが好ましいが、スラブ加熱温度が1000℃を下回ると、得られる鋼板がAPI5LX56以下の所望の強度グレードを得られないおそれがある。一方、スラブ加熱温度が1200℃を超えるとオーステナイト粒が粗大化して鋼板の靭性を劣化させる可能性がある。そこで、本発明では、スラブ加熱温度は1000℃以上1200℃以下に限定する。

【0028】(熱間圧延、空冷)このような温度域にスラブを加熱した後に、慣用の条件により熱間圧延を行うことにより所望の板厚とするが、本実施形態では、この熱間圧延に際し、連続铸造スラブの表面温度が700～750℃の範囲内で最終仕上圧延を行って、その後、常温まで空冷する。

【0029】これにより、仕上圧延時のフェライトーパーライト変態において、板厚中心部におけるMn濃度の平均Mn濃度に対する比であるMn偏析度を1.3以下に、また板厚中心部におけるP濃度の平均P濃度に対する比であるP偏析度を2.0以下に、それぞれ制御することができる。最終仕上圧延時の連続铸造スラブの表面温度が700℃を下回ると、中心偏析部にはC、Mn、Pが濃集した転位密度の高いペイナイトーマルテンサイト組織が形成されて水素誘起割れ感受性を高くし、一方、750℃を超えると、所定の鋼板強度が得られなくなるおそれがある。本実施形態では、熱間圧延後に、水冷等の加速冷却を行うことなく、常温まで空冷することにより、所望の鋼板を得る。

【0030】このようにして、C:0.04～0.06%、Si:0.10～0.40%、Mn:0.80～1.20%、P:0.020%以下、S:0.002%以下、Ti:0.005～0.030%、Al:0.060%以下、Ca:0.001～0.004%、必要に応じてCr:0.05～0.20%およびNb:0.010～0.050%の少なくとも1種、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、板厚中心部におけるMn濃度の平均Mn濃度に対する比であるMn偏析度が1.3以下であり、板厚中心部におけるP濃度の平均P濃度に対する比であるP偏析度が2.0以下であり、板厚が16.0mm以下であるとともに、強度グレードがAPI5LX56以下である鋼板、すなわちYS:549N/mm²以上、TS:696N/mm²以上の強度を有する鋼板が得られる。

【0031】この鋼板は、熱間圧延後に空冷を行われることによる組織、すなわちフェライトーパーライトーペイナイトからなる複合組織を有する。

【0032】この鋼板は、C含有量が0.06%以下であるために鋼板の仕上圧延におけるパーライト変態に伴うCの濃化に起因した局部的な硬度の上昇が抑制されること、Mn含有量が0.80%以上であるために降伏応力が充分であるとともにMn含有量が1.20%以下であるために仕上圧延においてMnの濃化に起因した低温変態硬化組織が形成され難いこと、P含有量が0.020%以下であるために局部的な硬度の上昇が抑制されること、さらに、熱間圧延の最終仕上圧延に際し、連続铸造スラブの表面温度を700～750℃の範囲内とすることにより、Mn偏析度:1.3以下、およびP偏析度:2.0以下をともに実現できること等の相乗作用により、優れた耐水素誘起割れ性を備える。

【0033】また、この鋼板は、C含有量が0.04%以上であること、Si含有量が0.40%以下であること、Mn含有量が0.80%以上であること、さらに、スラブ加熱温度が1000℃以上1200℃以下であること等の相乗作用により、API5LX56以下の強度グレードを備える。

【0034】さらに、この鋼板は、熱間圧延後に水冷を行わずに常温まで空冷することにより得られる。このため、圧延後の水冷による鋼板形状の悪化を生じることがない。このため、このような形状悪化に起因した生産性的低下が防止される。

【0035】

【実施例】(実施例1)さらに、本発明を実施例を参照しながら、より具体的に説明する。表1に示す鋼組成を有する連続铸造スラブを、1100℃に加熱した後、この連続铸造スラブの表面温度を、760℃、750℃、740℃、720℃、710℃、700℃および680℃の7水準で変化させて最終仕上圧延を行い、その後常温まで空冷することにより、板厚が15.0mmである薄肉鋼板を製造した。なお、トータル仕上圧延のパス回数は12パスであった。

【0036】

【表1】

C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
0.06	0.20	1.15	0.012	0.0008	—	0.12

Ni	Mo	Bb	V	Ti	Al	Ca
—	—	0.020	—	0.015	0.028	0.0015

【0037】そして、最終仕上圧延における連続铸造スラブの表面温度が、MnおよびPの中心偏析度に及ぼす影響を調査した。結果を表2にまとめて示す。

【0038】

【表2】

仕上温度 (°C)	760	750	740	720	710	700	680
Mn偏析度	1.07	1.11	1.13	1.19	1.24	1.27	1.38
P偏析度	1.48	1.50	1.70	1.85	1.91	1.98	2.15

【0039】表2に示すように、最終仕上圧延時における連続铸造スラブの表面温度が700°C以上であれば、Mn偏析度：1.3以下およびP偏析度：2.0以下をいずれも達成できることがわかる。

【0040】(実施例2)表3に示す鋼組成を有する9種*

印	化学組成 (%)										区分
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Db	Ti	Al	Ca	
A	0.05	0.20	1.15	0.012	0.0008	0.12	0.020	0.015	0.028	0.0028	本発明例
A	0.05	0.15	1.18	0.018	0.0018	0.15	0.026	0.013	0.021	0.0025	本発明例
A	0.05	0.25	1.08	0.015	0.0015	0.13	0.030	0.018	0.031	0.0031	本発明例
A1	0.08*	0.15	1.18	0.015	0.0005	0.15	0.018	0.017	0.027	0.0024	比較例
A2	0.05	0.45*	1.15	0.012	0.0008	0.12	0.020	0.015	0.028	0.0028	比較例
A3	0.05	0.18	1.25*	0.012	0.0010	0.18	0.014	0.020	0.031	0.0021	本発明例
A4	0.05	0.14	1.17	0.025*	0.0018	0.10	0.025	0.021	0.024	0.0019	本発明例
A5	0.05	0.25	1.15	0.010	0.0025*	0.21*	0.030	0.022	0.033	0.0045*	本発明例
A6	0.05	0.30	1.17	0.015	0.0017	0.14	0.025	0.012	0.022	0.0050*	本発明例

(注) *は本発明の範囲外であることを示す。

【0042】

* * 【表4】

試料 番	印	板厚 (mm)	X52 加熱 温度 (°C)	仕上 温度 (°C)	Mn 偏 析 度	P 偏 析 度	X52強度	NACE(CAB) (%)	区 分
1	A	15.0	1100	740	1.14	1.70	○	0	本発明例
2	A	15.0	"	760*	1.08	1.45	×	0	比較例
3	A	15.0	"	700	1.30	1.88	○	0	本発明例
4	A	12.0	"	730	1.15	1.81	○	0	本発明例
5	A	12.0	"	770*	1.03	1.41	×	0	比較例
6	A	12.0	"	680*	1.37*	2.03	○	1.5	比較例
7	B	15.0	"	710	1.25	1.89	○	0	本発明例
8	B	15.0	"	780*	1.06	1.44	×	0	比較例
9	B	15.0	"	690*	1.33	2.11	○	1.6	比較例
10	B	12.0	"	720	1.21	1.87	○	0	本発明例
11	B	12.0	"	770*	0.01	1.48	×	0	比較例
12	B	12.0	"	690*	1.37*	1.99	○	1.1	比較例
13	C	15.0	"	730	1.13	1.85	○	0	本発明例
14	C	15.0	"	760*	1.07	1.48	×	0	比較例
15	C	15.0	"	690*	1.35*	2.06*	○	1.8	比較例
16	C	12.0	"	740	1.14	1.68	○	0	本発明例
17	C	12.0	"	770*	1.05	1.39	×	0	比較例
18	C	12.0	"	690*	1.34	2.15*	○	2.0	比較例
19	A1*	15.0	"	760	1.15	1.77	○	2.5	比較例
20	A1*	12.0	"	780	1.18	1.80	○	1.9	比較例
21	A2*	15.0	"	740	1.17	1.70	○	3.5	比較例
22	A2*	12.0	"	730	1.10	1.81	○	0.8	比較例
23	A3*	15.0	"	740	1.13	1.77	○	1.8	比較例
24	A3*	12.0	"	730	1.15	1.81	○	1.7	比較例
25	A4*	15.0	"	740	1.12	1.78	○	2.1	比較例
26	A4*	12.0	"	730	1.15	1.70	○	2.6	比較例
27	A5*	15.0	"	740	1.11	1.82	○	1.5	比較例
28	A5*	12.0	"	730	1.14	1.84	○	1.1	比較例
29	A6*	15.0	"	740	1.11	1.76	○	3.1	比較例
30	A6*	12.0	"	730	1.10	1.81	○	2.5	比較例

(注) *は本発明の範囲外であることを示す。

【0043】これらの試料No.1～試料No.30について、機械試験性能(X52強度)および水素誘起割れ性(NACE)を

評価した。なお、NACEとは、TM0177-90 Method A に規定するPH約3の環境で各試料の水素誘起割れの発生率

の評価結果であり、0%を合格とした。試験結果を表4にまとめて示す。

【0044】表4における試料No.1、試料No.3、試料No.4、試料No.7、試料No.10、試料No.13および試料No.16は、いずれも、本発明の範囲を全て満足する本発明例である。これらは、いずれも、X52強度(Y.S: 510N/mm²以上、T.S: 647N/mm²以上)および水素誘起割れ性(NACE)をともに満足した。また、これらの試料1、試料No.3、試料No.4、試料No.7、試料No.10、試料No.13および試料No.16は、いずれも、熱間圧延後に水冷を行わずに常温まで空冷することにより得られるため、圧延後の水冷による鋼板形状の悪化を生じなかった。

【0045】これに対し、試料No.2、試料No.5、試料No.8、試料No.11、試料No.14および試料No.17は、いずれも、仕上温度が本発明の範囲を上回っているため、機械試験性能(X52強度)が不芳であった。

【0046】試料No.6、試料No.9、試料No.12、試料No.15および試料No.18は、いずれも、仕上温度が本発明の範囲を下回っているため、水素誘起割れ性(NACE)が不芳であった。

* 【0047】試料No.19および試料No.20はC含有量が本発明の範囲を上回り、試料No.21および試料No.22はSi含有量が本発明の範囲を上回り、試料No.23および試料No.24はMn含有量が本発明の範囲を上回り、試料No.25および試料No.26はP含有量が本発明の範囲を上回り、試料No.27および試料No.28はS含有量およびCa含有量がともに本発明の範囲を上回り、試料No.29および試料No.30はCa含有量が本発明の範囲を上回るため、いずれも、水素誘起割れ性(NACE)が不芳であった。これは、過剰な成分による硬化組織とCa系の介在物とに起因して、割れを生じたためである。

【0048】(実施例3)表3中の鋼種Aに類似したCrまたはNbの任意添加元素を有する、表5に示す鋼組成を有する3種の連続铸造スラブD、EおよびFを、表6に示すスラブ加熱温度に加熱した後、この連続铸造スラブの表面温度を表6に示す仕上温度として最終仕上圧延を行い、その後常温まで空冷することにより、5LB相当の板厚が12.0mmまたは15.0mmである薄肉鋼板を製造し、これらの薄肉鋼板から試料No.1～試料No.18を得た。

【0049】

【表5】

鋼種	化学組成(重量%)										区分
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	Ti	Al	Ca	
D	0.05	0.20	1.14	0.012	0.0008	—	—	0.014	0.027	0.0027	本発明範囲
E	0.05	0.23	1.10	0.018	0.0018	0.15	—	0.011	0.023	0.0024	比較例
F	0.05	0.25	1.13	0.015	0.0015	—	0.030	0.017	0.030	0.0029	比較例

【0050】

※※【表6】

試料No.	鋼種	板厚(mm)	スラブ加熱温度(℃)	仕上温度(℃)	Mn強度	P強度	5LB強度	NACE(CAR)(%)	区分
1	D	15.0	1100	740	1.13	1.77	○	0	本発明例
2	D	15.0	1100	760*	1.05	1.49	×	0	比較例
3	D	15.0	1100	690*	1.40*	2.13*	○	1.5	比較例
4	D	12.0	1100	730	1.15	1.82	○	0	本発明例
5	D	12.0	1100	770*	1.01	1.42	×	0	比較例
6	D	12.0	1100	690*	1.31	2.14*	○	1.7	比較例
7	E	15.0	1100	710	1.25	1.89	○	0	本発明例
8	E	15.0	1100	780*	1.05	1.46	×	0	比較例
9	E	15.0	1100	690*	1.93	2.05*	○	1.2	比較例
10	E	12.0	1100	720	1.18	1.86	○	0	本発明例
11	E	12.0	1100	770*	1.04	1.40	×	0	比較例
12	E	12.0	1100	690*	1.33	2.14*	○	1.0	比較例
13	F	15.0	1100	730	1.15	1.83	○	0	本発明例
14	F	15.0	1100	760*	1.06	1.49	×	0	比較例
15	F	15.0	1100	690*	1.32	2.11*	○	1.9	比較例
16	F	12.0	1100	740	1.11	1.78	○	0	本発明例
17	F	12.0	1100	770*	1.05	1.48	×	0	比較例
18	F	12.0	1100	690*	1.35*	2.09*	○	2.1	比較例

(注) *は本発明の範囲外であることを示す。

【0051】これらの試料No.1～試料No.18について、機械試験性能(5LB強度)および水素誘起割れ性(NACE)を評価した。試験結果を表6にまとめて示す。

【0052】表6における試料No.1、試料No.4、試料N

o.7、試料No.10、試料No.13および試料No.16は、いずれも、本発明の範囲を全て満足する本発明例である。これらは、いずれも、5LB強度(Y.S: 343N/mm²以上、T.S: 588N/mm²以上)および水素誘起

11

割れ性(NACE)とともに満足した。また、これらの試料No.1、試料No.4、試料No.7、試料No.10、試料No.13および試料No.16は、いずれも、熱間圧延後に水冷を行わずに常温まで空冷することにより得られるため、圧延後の水冷による鋼板形状の悪化を生じなかった。

【0053】これに対し、試料No.2、試料No.5、試料No.8、試料No.11、試料No.14および試料No.17は、いずれも、仕上温度が本発明の範囲を上回っているため、機械試験性能(5LB強度)が不芳であった。

【0054】また、試料No.3、試料No.6、試料No.9、試

10

12

料No.12、試料No.15および試料No.18は、いずれも、仕上温度が本発明の範囲を下回っているため、水素誘起割れ性(NACE)が不芳であった。

【0055】

【発明の効果】以上詳細に説明したように、本発明によれば、板厚が16.0mm以下であって強度グレードがAPI5LX 56以下である耐水素誘起割れ性に優れた薄肉鋼板を、熱間圧延後に水冷等の加速冷却を行うことなく、安価かつ高能率で生産できる。かかる効果を有する本発明の意義は、極めて著しい。